

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-262264

(43)Date of publication of application : 26.09.2001

(51)Int.Cl.

C22C 21/06
C22C 21/02

(21)Application number : 2000-077454

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 21.03.2000

(72)Inventor : MATSUMOTO KATSUSHI
SUGIZAKI YASUAKI
MATSUZAKI HITOSHI
NISHI SEIJI

(54) Al-Mg-Si SERIES Al ALLOY SHEET EXCELLENT IN TOUGHNESS AND BENDABILITY

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an Al-Mg-Si Al alloy sheet which can be produced without using a high purity Al matrix and has excellent toughness and bendability.

SOLUTION: This Al alloy sheet consists of, by mass, 0.1 to 2.0% Mg, 0.1 to 2.0% Si and 0.1 to 1.5% Fe or further $\leq 2.0\%$ Cu, and the balance Al as essential components. The Fe-Si based compound or Fe-Si-Cu based compound in the structure is defined so that the maximum grain size diameter (in the case of being incorporated with Cu) is $\leq 5 \mu\text{m}$, the maximum aspect ratio is ≤ 5 , and the average crystal grain size is $\leq 30 \mu\text{m}$. The Al alloy sheet is excellent in toughness and bendability and is suitably used, e.g. as an automotive panel material.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-262264

(P2001-262264A)

(43) 公開日 平成13年9月26日 (2001.9.26)

(51) Int. CL ⁷	識別記号	F I	ページ (参考)
C 2 2 C	21/06	C 2 2 C	21/06
	21/02		21/02

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願2000-77454 (P2000-77454)

(22) 出願日 平成12年3月21日 (2000.3.21)

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 松本 克史

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号

株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72) 発明者 杉崎 康昭

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号

株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(74) 代理人 100101395

弁理士 本田 ▲能▼雄

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 韌性および曲げ性に優れたAl-Mg-Si系Al合金板

(57) 【要約】

【課題】 高純度Al地金を用いることなく製造可能で、韌性および曲げ性に優れたAl-Mg-Si系Al合金板を提供する。

【解決手段】 本発明のAl合金板は、mass%で、Mg:0.1~2.0%、Si:0.1~2.0%、Fe:0.1~1.5%あるいはさらにCu:2.0%以下および残部Alを本質的成分としてなる。組織中のFe、Si系化合物あるいはFe、Si、Cu系化合物 (Cuを含有する場合) の最大粒子径は5 μm以下、最大アスペクト比は5以下であり、かつ平均結晶径は30 μm以下である。本発明のAl合金板は韌性および曲げ性に優れ、例えば自動車パネル材として好適に使用される。

(2)

特開2001-262264

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 mass%で、

Mg: 0.1~2.0%、

Si: 0.1~2.0%、

Fe: 0.1~1.5%

および残部Alを本質的成分としてなり、Fe、Si系化合物の最大粒子径が5 μ m以下、最大アスペクト比が5以下であり、かつ平均結晶粒径が30 μ m以下である。韌性および曲げ性に優れたAl-Mg-Si系Al合金板。

【請求項2】 mass%で、

Mg: 0.1~2.0%、

Si: 0.1~2.0%、

Fe: 0.1~1.5%、

Cu: 2.0%以下

および残部Alを本質的成分としてなり、Fe、Si、Cu系化合物の最大粒子径が5 μ m以下、最大アスペクト比が5以下であり、かつ平均結晶粒径が30 μ m以下である。韌性および曲げ性に優れたAl-Mg-Si系Al合金板。

【請求項3】 さらに、

Mn: 1.0%以下、

Cr: 0.3%以下、

Zr: 0.3%以下、

V: 0.3%以下、

Ti: 0.03%以下

よりなる群から選択される1種以上の成分を含有する請求項1または2に記載したAl-Mg-Si系Al合金板。

【請求項4】 さらに、

Zn: 1.5%以下、

Ag: 0.2%以下

よりなる群から選択される1種以上の成分を含有する請求項1~3のいずれか1項に記載したAl-Mg-Si系Al合金板。

【請求項5】 さらに、Sn: 0.2%以下を含有する請求項1~4のいずれか1項に記載したAl-Mg-Si系Al合金板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明が属する技術分野】本発明は、韌性および曲げ性に優れたAl-Mg-Si系Al合金板に関するものであり、詳細には高強度であると共に、優れた韌性、曲げ加工性が要求される自動車パネル等の素材として好適なAl合金板に関するものである。

【0002】

【従来の技術】地球環境問題を背景に、燃費向上を目的とした自動車の軽量化の要求が高まってきており、自動車ボディパネル材に対しても鋼板などの鉄鋼材料に代わってアルミニウム材料の適用が検討されてきている。

2

【0003】自動車パネル材において、冷延鋼板にかわるAl合金板の素材としては、塗装焼き付け工程で耐力が上昇し、高強度化を図ることのできる焼付硬化性に優れたAl-Mg-Si系Al合金(6000系合金)が注目され、例えばAA6009及びAA6010や、特開平5-295475号公報に開示されているようなAl合金で形成されたAl合金板の適用が検討されている。

【0004】

10 【発明が解決しようとする課題】しかしながら、6000系合金は韌性や曲げ性(曲げ加工性)が劣るという問題を有している。これは、Al合金中の不溶性化合物が加工方向に延伸されて連なり、鋭い切り欠きとして鋭くことに起因している。

【0005】このようなAl-Mg-Si系合金の韌性、曲げ性を改善する手段としては、前記不溶性化合物の生成原因となるSiや不純物元素であるFe、Cu等の含有量を極力制限する方法が考えられる。しかしながら、Si、Fe、Cuの含有量を極力制限するには、高純度のAl地金を必要とするため、コスト高を招来し、実用性に乏しい。また、特開平9-263869号公報に開示されているように、不溶性化合物サイズを規定することで韌性を改善することも検討されてきているが、十分な効果を得られているとは言えない。

【0006】本発明は、かかる問題に鑑みなされたもので、高純度Al地金を用いることなく製造可能で、韌性および曲げ性に優れたAl-Mg-Si系Al合金板を提供することを目的とする。

【0007】

30 【課題を解決するための手段】本発明のAl合金板は、mass%で、

Mg: 0.1~2.0%、

Si: 0.1~2.0%、

Fe: 0.1~1.5%

あるいはさらにCu: 2.0%以下

および残部Alを本質的成分としてなり、Fe、Si系化合物あるいはFe、Si、Cu系化合物(Cuを含有する場合)の最大粒子径が5 μ m以下、最大アスペクト比が5以下であり、かつ平均結晶粒径が30 μ m以下である。韌性および曲げ性に優れたAl-Mg-Si系Al合金板である。

40 【0008】前記Al合金板の成分としては、請求項3に記載したように、さらに、Mn: 1.0%以下、Cr: 0.3%以下、Zr: 0.3%以下、V: 0.3%以下、Ti: 0.03%以下よりなる群から選択される1種以上の成分を含有することができる。

【0009】あるいはさらに、請求項4に記載したように、Zn: 1.5%以下、Ag: 0.2%以下よりなる群から選択される1種以上の成分を含有することができる。

(3)

特開2001-262264

3

【0010】あるいはさらに、請求項5に記載したように、Sn:0.2%以下を含有することができる。

【0011】〔発明の詳細な説明〕本発明者は、従来不純物扱いされてきたFe、Cuが結晶粒微細化効果を有する点に着目し、さらに前記元素を含む故に不可避的に晶出した不溶性化合物については、その形態を精緻に制御することで靱性、曲げ性が向上するのではないかとこの着想に基づき鋭意研究した結果、本発明を完成するに至った。

【0012】すなわち、特開平9-263869号公報に記載されているように、晶出物サイズおよびアスペクト比の平均値を問題にするだけでは靱性、曲げ性の向上に限界があり、本発明者が詳細に調査した結果、晶出物サイズが5 μ mを超え、アスペクト比(晶出物の圧延方向の長さL1と板厚方向の長さL2との比L1/L2)が5を超える領域の晶出物を抑制するとともに、平均結晶粒径を30 μ m以下にすることによって顕著な靱性向上効果が得られることが見出された。

【0013】晶出物の微細化、アスペクト比の低減については、前記公報の技術では、铸造時の冷却速度を5℃/sec以上、5000℃/sec以下で行うことだけでその目的の達成を図っているが、実際の工業的製造方法に即して考えると、铸造時の铸塊厚みをかなり薄くしなければ上記冷却速度を達成することは難しく、さらにその場合铸塊組織の欠陥が残存するなどの問題があり、冷却速度を単純に速くするだけでは十分良好な特性が得難い。

【0014】この点、本発明では、後述の実施例によって明らかなように、冷却速度を速めるだけでなく、铸塊の厚さをある程度以上として、铸塊組織の健全化を図りながら、さらに铸塊組織での晶出物の分布の制御と圧延条件の制御によって従来不可避的に残存していた5 μ m超の粗大な晶出物を排除することに成功したものである。特に、铸塊をある程度の厚さに铸造し、铸塊組織を板厚中心方向に伸びた柱状晶に制御することは晶出物の微細化、アスペクト比の低減に非常に効果的であることが見出された。すなわち、铸塊をある程度の厚さとすることで、粒界に晶出した晶出物を表面部から板厚中心方向に列状に並べることができ、これによって後工程の熱間圧延、冷間圧延によって晶出物を容易に微細に碎くことができるのである。

【0015】上記知見によってなされた本発明のAl合金板は、mass%で、

Mg:0.1~2.0%

Si:0.1~2.0%

Fe:0.1~1.5%

および残部Alを、あるいはさらにCu:2.0%以下を本質的成分としてなり、Fe、Si系化合物あるいはFe、Si、Cu系化合物(Cuを含む場合)の最大粒子径が5 μ m以下、最大アスペクト比が5以下であり、

4

かつ平均結晶粒径が30 μ m以下とされたものである。

【0016】まず、本発明のAl合金板の成分限定理由を説明する。

Mg:0.1~2.0%

Si:0.1~2.0%

Mg、Siは、GPゾーンと称されるMg₂Si組成の集合体(クラスター)もしくは中間相を形成し、ベーキング処理による強度向上効果に寄与する重要な元素である。Mg、Siの各々につき、前記下限値未満あるいは上限値を超えると前記GPゾーン形成作用が減少となり、有効な強度向上効果が得られないようになる。好ましくは、Mg:0.4~1.5%、Si:0.4~1.5%とするのがよい。さらにSiについては、Si系晶出物(単体Si等)を形成し、後述のFe系晶出物と同様、結晶粒微細化に効果がある。

【0017】Fe:0.1~1.5%

Feは、Fe系晶析出物(α -AlFeSi、 β -AlFeSi、Al₃Fe、Al₆(Fe、Mn)、Al₁₂(Fe、Mn)₂Cu₂、Al₇Cu₂Fe等)を生成し、結晶粒微細化に効果がある。下限値未満では微細化効果が減少であり、靱性および曲げ性の向上作用が不足する。一方、上限値を超えると粗大な晶出物が形成され、靱性および曲げ性が劣化ようになる。好ましくは、0.6%以下がよい。本発明では、Feの結晶粒微細化効果を利用するため、Feを積極的に添加するが、その付随的効果として、不可避的にFeを多量に含んだ安価なAl地金やスクラップ材を利用することができ、低コスト化に寄与することができる。

【0018】Cu:2.0%以下

Cuは、ベーキング時の時効硬化速度を向上させる効果があるが、上限値を超えると、粗大な化合物を形成して靱性および曲げ性が劣化すると共に、耐食性も劣化する傾向がある。好ましくは、0.6%以下にするのがよい。さらにCuはCu系晶出物(Al₂Cu、Al₃Cu、Mg等)を形成し、Fe系晶出物と同様、結晶粒微細化効果がある。また、Cu添加効果として、Feの場合と同様、安価なAl地金等を用いることができ、製造コストの低減を図ることができる。

【0019】本発明のAl合金板は、上記Mg、Si、Fe、あるいはさらにCu、および残部Alを本質的成分としてなり、残部不可避的不純物よりなるほか、本発明のAl合金板の特性をさらに向上させる元素として下記元素群あるいは元素の内から1種以上を添加することができる。

【0020】(1) Mn:1.0%以下、Cr:0.3%以下、Zr:0.3%以下、V:0.3%以下、Ti:0.03%以下

これらの元素は、結晶粒微細化効果を有し、靱性および曲げ性向上に効果がある。各元素の上限を超えると、粗大な化合物を形成し、これが破壊の起点となり、靱性および曲げ性が劣化させる。なおTiは铸造時の微細化能

10

20

30

40

50

(4)

特開2001-262264

5

もあり、その上限を超えると鑄塊の柱状晶形成が妨げられ、晶出物析出効率が劣化する。より好ましくは、Mn:0.6%以下、Cr:0.2%以下、Zr:0.2%以下、V:0.2%以下、Ti:0.01%以下とするのがよい。

【0021】(2) Zn:1.5%以下、Ag:0.2%以下

これらの元素は、ベーキング時の時効硬化速度を向上させる効果を有する。各元素の上限値を超えると、粗大な化合物を形成して韌性および曲げ性が劣化するようになる。より好ましくは、Zn:0.6%以下、Ag:0.1%以下とするのがよい。

【0022】(3) Sn:0.2%以下

Snは、ベーキング前の室温時効を抑制し、ベーキング時の時効を促進する作用を有する。0.2%を超えると、粗大な化合物を形成して韌性および曲げ性が劣化するようになる。より好ましくは、0.1%以下とするのがよい。

【0023】次に、本発明のA1合金板の組織について説明する。本発明では、Fe、Si系化合物(Cuを含まない場合)あるいはFe、Si、Cu系化合物(Cuを含む場合)の最大粒子径が5 μ m以下、最大アスペクト比が5以下であり、かつ、平均結晶粒径が30 μ m以下とされる。

【0024】前記Fe、Si系化合物、あるいはFe、Si、Cu系化合物(以下、両者を区別せずに単にFe、Si、Cu系化合物と記載する。)は、走査型電子顕微鏡(1000~10000倍)で観察したA1合金板の金属組織中で確認される晶出物であって、その晶出物にFe、Si、Cuのいずれか1種以上を含むものを指す。このとき、晶出物中に含まれるFe、Si、Cuの確認はX線マイクロアナライザ(EPM: Electron Probe Micro Analyzer)を用いて行う。本発明でサイズ、形態を規定する晶出物をFe、Si、Cu系化合物に限定しているのは、本発明のA1合金で主に形成される晶出物は上記の元素で構成された晶出物であり、これらの晶出物が韌性、曲げ性を阻害するからである。

【0025】晶出物の形態は、平均粒子径が小さくとも、5 μ mを超える大きな粒子径の晶出物があると、それが破壊の起点となるため、A1合金板の韌性、曲げ性に大きな影響を及ぼす。また、平均アスペクト比が小さく、たとえ最大粒子径が5 μ m以下であっても、最大アスペクト比が5を超える晶出物があると、その晶出物は応力集中が生じやすく、破壊の起点になりやすいため、やはり満足な特性が得られない。このため、本発明では、最大粒子径、最大アスペクト比を制限する。最大粒子径が5 μ mを超え、また最大アスペクト比が5を超えると、韌性および曲げ性が急速に劣化するようになるので、本発明では最大粒子径を5 μ m以下、最大アスペクト比を5以下とする。

5

【0026】また、結晶粒径も、後述の実施例から明らかかなように、韌性、曲げ性を大きく左右することが分かった。このため、本発明では晶出物の形態のみならず結晶粒径についても制限を加える。すなわち、平均結晶粒径が30 μ mを超えると、韌性、曲げ性の劣化が顕著になるため、本発明では平均結晶粒径を30 μ m以下、好ましくは20 μ m以下とする。

【0027】本発明のA1-Mg-Si系A1合金板は、鑄造後、熱間圧延、中間焼鈍、冷間圧延、最終焼鈍の工程を経て製造される。もっとも、所定の組織を得ることができるように下記の点に留意することが望ましい。

【0028】鑄造時の凝固速度は高いほど、鑄塊での晶出物を微細にすることができ、韌性および曲げ性の向上に寄与することができる。このため、凝固速度を好ましくは10 $^{\circ}$ C/sec以上、より好ましくは20 $^{\circ}$ C/sec以上にすることが望ましい。具体的な鑄造方法としては、薄板連続鑄造方法(連铸・直送圧延法;例えばベルトキャスター法)を挙げることができる。また、鑄造に双ロール法を採用すれば100 $^{\circ}$ C/s以上の凝固速度の実現も可能である。なお、連続鑄造法は、従来法(DC法)における鑄塊製造後の長時間の均質化処理を省略することができ、製造コストの低減を図ることができるというメリットがある。また、DC鑄造の場合には、凝固速度が小さいのでFe、Si、Cu系化合物のサイズやアスペクト比を本発明範囲内に制御することは非常に困難である。

【0029】鑄塊欠陥を消滅させ、最終製品で鑄造組織が残らず、晶出物が所定サイズに析出され、均一に分散した健全な組織を得るためには、凝固時の組織を柱状晶にすることが望ましいことが明らかになった。その理由は、凝固時の組織を柱状晶にすることで、表層部から板厚中心方向に結晶粒が細長く伸びた組織形態が得られ、これによって結晶粒界に晶出した晶出物が表層部から板厚中心方向に列状に並ぶようになり、後工程の熱間圧延、冷間圧延の際に晶出物が効果的に微細に析出されるからである。凝固時の組織を柱状晶にするためには、柱状晶形成を阻害するTi添加量を0.03%以下に、より好ましくは0.01%以下にすることが望ましく、かつ鑄造時の冷却速度を10 $^{\circ}$ C/s以上とすることが望ましい。

【0030】しかし、鑄造時の冷却速度を増大させることは、鑄塊厚みを減少させることにつながり、後述するように、最終製品での晶出物微細化は後工程の熱延、冷延での圧下率も必要であることから、単純に鑄造時の冷却速度を増大させると、熱延、冷延時の圧下率が稼げなくなり、結果的に晶出物微細化効果が低減してしまうことになる。後述する熱間圧延、冷間圧延条件を満たすためには、鑄塊厚みは好ましくは15mm以上、より好ましくは25mm以上とするのがよい。凝固時の冷却速度に関しては、鑄造条件によって変動するため、一概に規

(5)

特開2001-262264

7

8

定することができないが、上記铸塊厚みを得るための実製造装置での冷却速度から勘案すると100℃/s以下が望ましい。

【0031】鑄塊の熱延条件としては、铸塊中の晶出物の微細分断化、アスペクト比低下のために、高温域で行うことが望ましいが、高すぎると部分熔融を起こす。従って、熱延開始温度としては好ましくは450℃以上590℃以下、より好ましくは500℃以上570℃以下とするのがよい。また、熱延時の圧下率増大も晶出物微細分断化、アスペクト比低下に効果的であり、トータル

の圧下率を好ましくは80%以上、より好ましくは90%以上とするのがよい。

【0032】中間焼鈍条件および冷延後の最終焼鈍に関しては特に規定されるものではなく、通常の焼鈍方法（連続焼鈍或いはバッチ焼鈍）で実施すれば良い。

【0033】冷延条件としては、冷間圧延時の圧下率（冷延率）が増大するほど晶出物の微細分断化、アスペクト比低下に効果的である。もっとも、熱延時の圧延率を増大させる方が晶出物の微細化には効果が大きい。一方、冷延後、あるいは最終焼鈍後の結晶粒微細化には冷延時の圧下効果が大きい。これらの効果を勘案して、冷延時のトータルの圧下率は好ましくは60%以上、より好ましくは70%以上とするのがよい。

【0034】以下、実施例によって本発明をさらに説明するが、本発明はこれらの実施例によって制限的に解釈されるものではない。

【0035】

【実施例】下記表1に示す組成のA1合金を溶製し、表2に示すように、1~35℃/secの凝固時冷却速度にて連続铸造して、種々の肉厚の移動帯板を作製し、こ

10

20

30

の帯板に直ちに熱間圧延を施して肉厚1.5~5mmの板材を得た。前記熱間圧延は、表2に示すように、圧延開始温度を350~570℃とし、圧下率を91~50%とした。このようにして得た熱延板に500℃で1分間の中間焼鈍を施した後、表2に示した冷延率にて冷間圧延を行い、肉厚1mmのA1合金板を得た。この合金板に550℃で1分間の最終焼鈍を施して水焼き入れを行った。なお、試料No.19は比較例であり、特開平9-263869号公報に記載の方法に従い、表1に示す成分組成のA1合金を用い、連続铸造法にて表2に示す冷却速度で铸造し、熱間圧延を行い、500℃で1分間の中間焼鈍を施した後、冷間圧延して肉厚1mmの板材とした後、520℃で10秒間の最終焼鈍を施して室温まで冷却したものである。

【0036】このようにして作製したA1合金板試料について、走査型電子顕微鏡観察と画像解析を行うことによって晶出物の最大サイズおよび最大アスペクト比を求めた。また、光学顕微鏡観察で切片法によって平均結晶粒径を測定した。さらに、引張試験を行い、荷重-変位曲線と変位座標軸で囲まれた面積、すなわち破断に要した仕事量を求め、これを試験片のゲージ長さ部分の体積で除して単位体積あたりの仕事量を求めた。この仕事量によって、塑性を評価した。さらに曲げ試験として、引張試験片を曲げ半径0.5mmで180°折り曲げる曲げ試験を行い、屈曲部における割れ状況を目視観察し、5段階評価（AA：優、A：良、B：可、C：劣、D：不可）を行った。これらの調査結果を表3に示す。

【0037】

【表1】

(5)

特開2001-262264

9

10

成分 No.	化 学 成 分 (mass%、残部：実質的にA1)											
	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Zr	V	Ti	Ag	Zn	Sn
1	0.5	1.3	0.3									
2	0.5	1.3	0.2	0.1					0.03			
3	0.5	1.3	1.4	0.5					0.01			
4	1.7	1.6	0.3	0.2								
5	0.3	0.2	0.3	0.9								
6	0.5	1.3	0.3	0.2	0.2		0.3					
7	0.5	1.3	0.3	0.3		0.3		0.05				
8	0.5	1.3	0.3	0.3			0.3					
9	0.5	1.3	0.3	0.3	1.0			0.05				
10	0.5	1.3	0.3	0.3		0.1	0.05					
11	0.5	1.3	0.3	0.3								
* 12	2.1	2.2	0.5	0.4								
* 13	1.5	0.9	1.8	0.5								
* 14	0.5	1.3	0.2	0.7	1.2							
* 15	0.6	1.2	0.3	0.3		0.4						
* 16	0.5	1.3	0.4	0.3			0.4					
* 17	0.5	1.3	0.4	0.3				0.4				
* 18	0.5	1.3	0.4	0.3					0.1			
* 19	1.31	1.30										
20	0.5	1.3	0.6	0.3	0.2					0.2		
21	0.6	1.3	0.2	0.7						0.1		
22	0.5	1.3	0.3			0.1			0.01		1.2	
23	0.5	1.3	0.3				0.1				0.4	
24	0.6	1.3	0.3	0.4	0.2							0.2
25	0.5	1.3	0.3	0.4		0.1						0.1
* 26	0.5	1.3	0.3	0.3						0.3		
27	0.5	1.3	0.3	0.3							1.1	
* 28	0.6	1.2	0.4	0.3								0.3
* 29	0.3	1.1	0.2	2.3								
30	0.5	1.3	0.2	1.0	0.1		0.2					
* 31	0.5	1.3	0.3	0.2		0.4						0.5

(注) *成分No. : 比較成分
空欄は当該成分を实質的に含まない。

【0038】

【表2】

(7)

特開2001-262264

11

12

試料 No.	成分 No.	凝固時 冷却速度 ℃/s	試塊厚さ mm	熱延 開始温度 ℃	熱延 圧下率 %	冷延 圧下率 %
1	1	15	25	550	80	89
2	2	20	20	510	85	67
3	3	10	50	450	90	88
4	4	25	18	480	86	60
5	5	21	25	570	88	67
6	6	14	35	560	89	78
7	7	16	24	480	90	60
8	8	30	15	550	83	60
9	9	16	25	530	91	71
10	10	18	20	520	85	67
11	11	5	25	500	80	90
12	12	8.6	30	450	79	88
13	13	8	15	400	87	50
14	14	4	30	350	86	83
15	15	15	8	440	79	55
16	16	1.5	20	480	83	71
17	17	20	4	410	50	50
18	18	8	25	430	94	38
19	19	30	5	450	60	50
20	20	20	28	490	82	78
21	21	12	40	540	90	75
22	22	39	15	500	80	67
23	23	25	20	470	83	71
24	24	10	30	530	83	80
25	25	15	25	520	90	60
26	26	4	20	500	60	88
27	27	15	10	468	86	50
28	28	0.5	35	520	90	71
29	29	8	25	500	78	83
30	30	25	5	448	60	50
31	31	0.1	40	510	75	90

[0039]
[表3]

10

20

(8)

特開2001-26226A

13

14

試料 No.	成分 No.	最大 晶出物 径 μm	最大 アスペクト 比	平均 結晶粒 径 μm	靱性 (仕事量) J/cm ²	曲げ性
1	1	3.4	3.4	18	0.24	AA
2	2	4.1	3.5	24	0.24	AA
3	3	4.8	4.2	21	0.23	A
4	4	4.5	3.9	27	0.22	A
5	5	2.7	2.4	25	0.28	AA
6	6	3.1	4.0	19	0.27	AA
7	7	3.4	3.1	28	0.26	AA
8	8	4.2	3.5	25	0.24	A
9	9	4.0	4.5	20	0.24	A
10	10	3.5	3.9	26	0.27	AA
* 11	11	10.3	8.3	18	0.2	B
* 12	12	12.0	6.6	23	0.18	B
* 13	13	4.8	5.5	45	0.19	C
* 14	14	8.2	7.6	30	0.19	B
* 15	15	6.6	7.2	41	0.2	C
* 16	16	11.1	9.6	27	0.18	B
* 17	17	9.6	8.2	53	0.19	D
* 18	18	3.9	4.8	48	0.19	D
* 19	19	7.5	8.7	35	0.18	B
20	20	3.2	4.5	18	0.27	AA
21	21	4.0	3.8	15	0.22	A
22	22	3.8	3.4	25	0.26	AA
23	23	3.8	3.0	17	0.24	AA
24	24	4.5	4.4	15	0.22	A
25	25	4.1	3.8	29	0.23	A
* 26	26	5.6	4.6	19	0.20	B
* 27	27	10.2	9.5	45	0.17	D
* 28	28	8.4	9.5	28	0.19	B
* 29	29	6.8	5.0	25	0.20	B
* 30	30	4.5	4.4	42	0.20	C
* 31	31	7.0	7.4	23	0.18	B

(注) *試料No. : 比較例

曲げ性 AA : 優、 A : 良、 B : 可、 C : 劣、 D : 不可

【0040】表3より、実施例の試料No. 1~10、20~25は、靱性、曲げ性のいずれも良好な特性が得られた。一方、成分および組織が本発明条件を満足していない比較例No. 12~19、26、28、29、31は靱性、曲げ性が共に劣化している。また、本発明の成分条件を満足しているも、組織条件が本発明範囲外の比較例試料No. 11、27、30は、靱性が実施例に比して低下しており、曲げ性の劣化も著しい。特に、No. 30は最大粒子径、最大アスペクト比が本発明条件を満足し、平均結晶粒径のみが本発明範囲外とされた例であるが、満足な特性が得られていない。

【0041】

*【発明の効果】本発明のAl-Mg-Si系Al合金板によれば、Mg、Si、Alのほか、所定量のFeあるいはさらにCuを本質的成分として含み、Fe、Si、Cu系化合物の最大粒子径、最大アスペクト比および平均結晶粒径を所定の値以下に制限したので、特性に悪影響を及ぼす有害な晶出物が残留せず、優れた靱性と曲げ性とを兼ね備えることができ、これらの特性が要求される。例えば自動車パネル等の素材として好適に使用することができる。また、本発明のAl合金板は、高純度のAl地金を用いることなく製造することができるので、製造コストを低減することができ、アルミ材料のリサイクルにも資することができる。

フロントページの続き

(72)発明者 松崎 均
兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号
株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 西 誠治
兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号
株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内